

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 11189840
PUBLICATION DATE : 13-07-99

APPLICATION DATE : 25-12-97
APPLICATION NUMBER : 09358532

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : FUJIWARA TOMOYA;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/02 // C22C 38/54

TITLE : HIGH STRENGTH STEEL PLATE FOR LINE PIPE, EXCELLENT IN HYDROGEN
INDUCED CRACKING RESISTANCE, AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength steel plate for line pipe, obtained by using a continuously cast slab as a stock and having excellent HIC resistance as well as strength exceeding 900 MPa, and its production.

SOLUTION: (1) The steel plate has a composition consisting of 0.02-0.10% C, 0.05-0.50% Si, 0.80-1.40% Mn, $\leq 0.02\%$ P, $\leq 0.002\%$ S, > 0.60 -1.50% Mo, 0.005-0.030% Ti, 0.0005-0.0020% B, $\leq 0.006\%$ N, $\leq 0.50\%$ Cu, $\leq 1.50\%$ Ni, $\leq 0.60\%$ Cr, $\leq 0.10\%$ Nb, $\leq 0.10\%$ V, $\leq 0.10\%$ Al, $\leq 0.0050\%$ Ca and the balance Fe with impurities, having 0.42 to 0.58% Ceq. (2) A continuously cast slab, having a chemical composition of (1), is heated to 1,000 to 1,200°C and finish-rolled at 700 to 800°C surface temp., and, immediately after the completion of rolling, water cooling is performed from a temp. region of $\geq 650^\circ\text{C}$ down to $\leq 400^\circ\text{C}$ at (5 to 30)°C/sec cooling rate of the resultant steel plate.

COPYRIGHT: (C)1999,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-189840

(43) 公開日 平成11年(1999) 7月13日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	F I
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 F
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02 C
// C 2 2 C 38/54		C 2 2 C 38/54

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平9-358532
 (22) 出願日 平成9年(1997)12月25日

(71) 出願人 000002118
 住友金属工業株式会社
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 (72) 発明者 池田 友彰
 茨城県鹿嶋市大字光3番地住友金属工業株
 式会社鹿島製鉄所内
 (72) 発明者 山本 昭夫
 茨城県鹿嶋市大字光3番地住友金属工業株
 式会社鹿島製鉄所内
 (72) 発明者 三浦 充
 茨城県鹿嶋市大字光3番地住友金属工業株
 式会社鹿島製鉄所内
 (74) 代理人 弁理士 穂上 照忠 (外1名)
 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用高強度鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】連続鋳造スラブを素材とする900Mpaを超える強度を有しながら耐HIC性にも優れるラインパイプ用高強度鋼板、およびその製造方法を提供する。

【解決手段】(1) C : 0.02~0.10%、Si : 0.05~0.50%、Mn : 0.80~1.40%、P : 0.02%以下、S : 0.002%以下、Mo : 0.60%を超えて1.50%まで、Ti : 0.005~0.030%、B : 0.0005~0.0020%、N : 0.006%以下、Cu : 0.50%以下、Ni : 1.50%以下、Cr : 0.60%以下、Nb : 0.10%以下、V : 0.10%以下、Al : 0.10%以下、Ca : 0.0050%以下、残部Feと不純物からなり、Ceqが0.42~0.58%である鋼板。

(2) 上記(1)の化学組成を持つ連続鋳造スラブを1000~1200℃に加熱した後、表面温度が700~800℃の範囲で仕上げ圧延し、圧延終了後直ちに鋼板の冷却速度が5~30℃/secとなるように、650℃以上の温度域から400℃以下まで水冷する。

【特許請求の範囲】

【請求項1】重量%で、C: 0.02~0.10%、Si: 0.05~0.50%、Mn: 0.80~1.40%、P: 0.02%以下、S: 0.002%以下、Mo: 0.60%を超えて1.50%まで、Ti: 0.005~0.030%、B: 0.0005~0.0020%、N: 0.006%以下、Cu: 0.50%以下、Ni: 1.50%以下、Cr: 0.60%以下、Nb: 0.10%以下、V: 0.10%以下、Al: 0.10%以下、Ca: 0.0050%以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、Ceqが0.42~0.58%である耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用高強度鋼板。

【請求項2】請求項1に記載の化学組成を持つ連続鋳造スラブを1000~1200℃に加熱した後、表面温度が700~800℃の範囲で仕上げ圧延し、圧延終了後直ちに鋼板の冷却速度が5~30℃/secとなるように、650℃以上の温度域から400℃以下まで水冷することを特徴とする耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、引張り強度が900Mpa以上というような高強度の鋼板であって、耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用鋼板、およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、ラインパイプについては、高強度であることと共に耐腐食性に優れることが要求されることが多い。これは油田等から産出される天然ガス中に硫化水素(H₂S)等の腐食性ガスを多量に含まれることがあるため、その輸送に使用されるラインパイプにはこれらのガスに対する耐食性が要求されるからである。

【0003】しかしながら、一般に、鋼材を高強度化するために合金成分の添加量を増やすと炭素等量(Ceq.)および溶接割れ感受性(Pcm)が上昇し、溶接熱影響部の靱性劣化や低温割れが生じるだけでなく、腐食性ガス中にさらされた場合には水素誘起割れ(以下「HIC」と略記する)が発生する。このHICは、鋼材の強度が高くなるほど発生しやすくなる。

【0004】また、HICは鋼材の成分偏析にも影響され、特に連続鋳造鋳片(CCスラブ)から製造した鋼板では中心偏析に起因する水素誘起割れが問題視され、その防止対策が種々提案されている。しかし、引張り強度が900Mpa以上というような高強度鋼においてHICの発生を抑制するような技術は未だ知られていない。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、連続鋳造スラブを素材としながら、900Mpa以上の引張強度を有し、しかも良好な耐食性、特に耐HIC性をも備えたラインパイプ用高強度鋼板、およびその製造方法を提供することを目的としてなされたものである。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は、下記(1)の高強度鋼板および下記(2)のその製造方法を要旨とする。

【0007】(1) 重量%で、C: 0.02~0.10%、Si: 0.05~0.50%、Mn: 0.80~1.40%、P: 0.02%以下、S: 0.002%以下、Mo: 0.60%を超えて1.50%まで、Ti: 0.005~0.030%、B: 0.0005~0.0020%、N: 0.006%以下、Cu: 0.50%以下、Ni: 1.50%以下、Cr: 0.60%以下、Nb: 0.10%以下、V: 0.10%以下、Al: 0.10%以下、Ca: 0.0050%以下、残部Feおよび不可避免の不純物からなり、Ceqが0.42~0.58%である耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用高強度鋼板。

【0008】上記の成分の中で、PとSおよびNは不純物であって、できるだけ少ない方が望ましい。また、Cu BからCaまでの成分は、必須成分ではないが、必要に応じてそれぞれの上限值までの範囲で含有させてもよい成分である。なお、Ceqは、下記の式で表されるものである。

$$【0009】Ceq(\%) = C + (Mn/6) + \{ (Cu+Ni)/15 \} + \{ (Cr+Mo+V)/5 \}$$

(2) 上記(1)に記載の化学組成を持つ連続鋳造スラブを1000~1200℃に加熱した後、表面温度が700~800℃の範囲で仕上げ圧延し、圧延終了後直ちに鋼板の冷却速度が5~30℃/secとなるように、650℃以上の温度域から400℃以下まで水冷することを特徴とする耐水素誘起割れ性に優れたラインパイプ用高強度鋼板の製造方法。

【0010】本発明鋼板は、上記(1)に記載のとりの化学組成によって、素材が連続鋳造スラブであっても、高強度でかつ優れた耐HIC性を有するラインパイプ用として好適な鋼板になる。そして、その鋼板は、素材(スラブ)の化学組成とともに、圧延条件および加温冷却条件を適正に選定した(2)の製造方法によって量産規模で比較的容易に製造することができる。

【0011】

【発明の実施の形態】1. 本発明鋼板(素材スラブ)の化学組成について

本発明鋼板の化学組成を前記のように決定した理由を各成分の作用効果と共に説明する。なお、この化学組成は、前記の本発明の製造方法で使用する素材(連続鋳造スラブ)の化学組成と同じであるから、ここの説明は連続鋳造スラブの組成の限定理由にも相当する。以下、成分含有量についての%は重量%を意味する。

【0012】C: 0.02~0.10%

C含有量が0.02%未満では所定の強度が得難く、一方、0.10%を超えてしまうとPcmが高くなって溶接割れ感受性が大きくなり、かつ連続鋳造スラブの凝固過程における包晶反応の影響でスラブ割れが発生しやすくなる。さらにスラブの中心部にCが過度に濃化し偏析帯を形成してしまうことによりHICの発生を助長する。以上の理由でC含有量の適正範囲は0.02~0.10%である。

【0013】なお、上記のPcmは、下記の式で表される

ものである。

【0014】 $P_{cm}(\%) = C + (Si/30) + \{ (Mn+Cu+Cr)/20 \} + (Ni/60) + (Mo/15) + (V/10) + 5Mo$

Si: 0.05~0.50%

Siは鋼の脱酸剤として働き、また鋼を強化する作用を持つ。その含有量が0.05%未満では脱酸が不十分となり、一方、0.50%を超えると溶接熱影響部に島状マルテンサイトが多く生成して、鋼の靱性を極度に劣化させる。従って、Si含有量の適正範囲は0.05~0.50%である。

【0015】Mn: 0.80~1.40%

Mnは鋼を強化しかつ強靱化する元素である。しかし、0.80%未満では本発明が目的とする高強度鋼としての必要な強度が得られない。一方、Mnの含有量が1.40%を超えるような過剰になると、連続鋳造スラブの中心偏析が増大して水素誘起割れが発生し易くなる。従って、Mn含有量は0.80~1.40%とした。

【0016】P: 0.020%以下、S: 0.002%以下

これらは、鋼の不可避的不純物であって、できる限り少ない方が望ましい元素である。Pの含有量が0.020%を超えるとスラブ中の中心偏析度が高まり、局所的な硬度の上昇が生じる。また、Sが0.002%を超えると、鋼に対して有害な介在物(MnS)が多く生成する。従ってPの含有量を0.020%以下、Sの含有量を0.002%以下に制限する。

【0017】Mo: 0.60を超えて1.50%まで

Moはスラブの凝固過程において中心偏析部に濃化し難い元素である。また鋼板の水冷時において焼き入れ性を向上させて鋼板の強度を上昇させる。従って、優れた耐HIC性と高強度を両立させるのに非常に有効な成分である。0.60%以下では本発明が目的とする高強度鋼に必要な強度が得られない。しかしながら1.50%を超えると、溶接割れが発生しやすくなり溶接時の作業性を極度に低下させると共にコストが高くなる。従って、Moの含有量は0.60%を超えて1.50%までが適正範囲である。

【0018】Ti: 0.005~0.030%

Tiは鋼の強度を向上させ、スラブの品質も安定させる元素であるが、0.005%未満ではその効果が十分でない。一方、Tiを過度に添加すると、溶接熱影響部(HAZ)の靱性を劣化させるため、Ti含有量の適正範囲は0.005~0.030%である。

【0019】B: 0.0005~0.0020%

Bは鋼の焼き入れ性を高める元素であり、本発明が対象とする高強度鋼においては、母材強度確保のため0.0005%(5ppm)以上の含有が必要である。しかしながら、過度の添加は母材靱性およびHAZ靱性を劣化させるため、含有量の上限は0.0020%(20ppm)に制限した。

【0020】N: 0.0060%以下

Nは鋼中に必然的に含有される元素であるが、できるだけ少ない方がよい。Nの含有量が0.0060%を超えると、AlNの生成によるスラブ品質の悪化を招くため上限を0.

0060%に制限した。また、Nを低く抑えることによって溶接熱影響部(HAZ)の靱性が向上する。従って、例えば、-40℃でのシャルピー吸収エネルギーが200J以上と言うような、良好なHAZ靱性が要求される場合には、Nの含有量を0.0010%以下に抑えるのが望ましい。

【0021】本発明の鋼板またはその素材となるスラブの一つは、上記の成分の外、残部が実質的にFeからなるものである。ただし、その炭素等量(Ceq)は、下記の範囲になければならない。

【0022】Ceq: 0.42~0.58%

本発明が目標とする性能を備えたラインパイプ用の高強度鋼を得るには、前記の各元素を上述した範囲内に制限するだけでは不十分である。そこで、母材強度確保のため前記の式で表されるCeqが0.42%以上となるように前記に元素の含有量を調節することとした。他方、合金元素の過度の添加によって、Ceqが大きくなりすぎると母材靱性およびHAZ靱性を劣化させるため、Ceqは0.58%までに止めることとした。

【0023】本発明の鋼板またはその素材となるスラブの他の一つは、前記の成分に加えてさらに以下に述べるCu、Ni、Cr、Nb、V、AlおよびCaの中の1種以上を含有するものである。それぞれの成分の作用効果と含有量の限定理由は次のとおりである。

【0024】なお、これらの成分を含有する場合にもCeqは0.42~0.58%の範囲になければならない。

【0025】Cu: 0.50%以下

Cuは鋼を強化する元素であるから必要に応じて添加するが、過度の添加はCuチェックングをひきおこすので、添加する場合でもその含有量は0.50%までとする。なお、Cuを添加する場合にはCuチェックングを防止するためにNiをCuの約1/2以上の割合で添加するのが望ましい。

【0026】Ni: 1.50%以下

Niは、鋼板の靱性を高めるので、必要に応じて添加してもよい。但し、過度の添加はコスト高になるので含有量は1.50%までに制限した。なお、Niは単独で添加してもよく、前記のCuと複合添加して、Cuチェックングの防止を兼ねさせてもよい。

【0027】Cr: 0.60%以下

Crは鋼を強化する元素であるから必要に応じて添加できるが、過度に添加するとコスト高になるだけでなくHAZ靱性も劣化する。従って、添加する場合でもその含有量は0.60%までとする。

【0028】Nb: 0.10%以下

Nbは鋼の強度および靱性を向上させる元素である。特に、オーステナイト未再結晶領域で仕上げ圧延を行い、オーステナイト粒を細粒化した後、Ar3変態点以上から急冷するという本発明方法によって鋼板を製造した場合、Nbは、細粒でかつ均一な組織の強靱な鋼板を得るのに極めて有効である。従って、要求される鋼板の強度・靱性バランスに応じて添加するのが望ましい。しかしな

がら、Nbを過度に添加すると、スラブ加熱時に固溶が不完全になると共に、コスト高になるので、添加する場合でもその含有量は0.10%までに抑える必要がある。

【0029】V: 0.10%以下

Vは、一般にはスラブ加熱時に固溶して鋼を固溶強化する作用と、圧延時に低温仕上げを行えば析出効果によって鋼を強化する作用を持つ。しかしながら、過度の添加はHAZ靱性を低下させるので、Vの含有量は固溶強化に十分な範囲として、0.10%までに制限した。このVも必須ではなく、必要に応じて添加することができる成分である。

【0030】Al: 0.10%以下

Alは、脱酸剤として鋼の溶製段階で用いられるが、その含有量が多すぎると、鋼板中の介在物量が増加し耐HIC性を低下させる。従って、Al含有量は0.10%以下に制限する必要がある。脱酸剤として必要最小限度の添加を行って、残存するAlをできるだけ少なくするのが望ましく、含有量は不可避不純物の範囲あるいは実質的に0であってよい。

【0031】Ca: 0.0050%以下

Caは、耐HIC鋼においては非常に有害な介在物を形態制御し、かつ低減させるのに有効な元素である。また、Caを添加することによって伸長性のMnSを低減し、鋼自体の靱性を向上させる効果もある。従って、必要に応じて添加すればよいが、過剰に添加するとCa系の介在物が増加すると共にコスト高になる。従って、Caを添加するときにもその含有量は0.0050%までとする。

【0032】(2) 製造条件について

連続铸造スラブの加熱: 連続铸造スラブの加熱温度は1000~1200℃とする。鋼板の靱性向上のためには加熱温度は低い方が好ましいが、1000℃未満では所定の強度を得ることができない場合がある。一方、加熱温度が1200℃を超えるとオーステナイト粒が粗大化し鋼板の靱性を劣化させるおそれがある。

【0033】仕上げ圧延: 本発明方法の特徴の一つは、オーステナイト未再結晶領域で仕上げ圧延を完了し、鋼板をAr3変態点以上から急冷することにより、細粒組織の強靱な鋼板を得ることにある。従って、鋼板の水冷開始温度をAr3変態点以上にする必要があるため、仕上げ圧延の終了温度を鋼板の表面温度で800~700℃の範囲に

制限する。表面温度が800℃を超えるようだと製品鋼板の靱性が低下する。一方、表面温度が700℃よりも低くなるような圧延では、圧延中にフェライト変態が起きて均一な組織が得られず耐HIC性が低下してしまう。

【0034】仕上げ圧延後の水冷: 上記仕上げ圧延終了後、直ちに、即ち、表面温度が650℃以上である鋼板を400℃以下の温度域まで冷却速度が5~30℃/secとなるように水冷する。水冷停止温度が400℃よりも高温の場合、細粒組織が得られず所定の強度および靱性が得られない。また、水冷時の鋼板の冷却速度が30℃/secを超えると、過度の急冷のために鋼板中の残留応力が増大し、鋼板の平坦度不良の発生頻度が高くなる。一方、5℃/sec未満では冷却速度が低くすぎて鋼板の焼き入れが不十分となり強度および靱性が悪化する。さらに板厚中心部の組織制御が不十分で拡散性元素が濃化し易くなり、鋼板中の硬度分布が不均一になると共に耐HIC性が劣化する。なお、冷却速度は、5~30℃/secの範囲内で鋼板の化学組成および板厚に応じて決定する必要がある。

【0035】上記のように400℃以下の温度域まで水冷した後の冷却方法は任意である。例えば空冷に切り替えて差し支えない。

【0036】

【実施例】以下、実施例によって本発明の効果を具体的に詳細する。この実施例では表1に示す組成の連続铸造スラブを使用して、表2に示す圧延および冷却の条件で20mm厚×2000mm幅×20m長さの鋼板を製造した。得られた鋼板の性能を表3に示す。なお、母材靱性は-40℃でのシャルピー衝撃試験での吸収エネルギー、HAZ靱性は、溶接した継手からノッチが溶融線の部分になるように採取した試験片による-20℃でのシャルピー衝撃試験の吸収エネルギーである。溶接は、溶接金属の強度が約1000MPAになる溶接材料を使用し、表裏面に70度の開先を切って突き合わせた板を3電極および4電極のSAWで表裏両面側から行った。入力は表面側で3.9KJ/mm、裏面側で3.2KJ/mmとした。耐HIC性は、NACE液に96時間浸漬した後の割れ発生の有無によって評価した。表3中の×が割れの発生、○が割れの発生なし、を意味する。

【0037】

【表1】

【表1】

区	分	化学組成 (重量%)																残余: Feと不純物			
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Ti	Ca	Al	B	N	Ceq.			
本	A	0.08	0.09	1.19	0.004	0.0005	0.02	0.39	1	0.65	0.019	0.028	0.016	0.003	0.025	0.0011	0.0035	0.560			
	B	0.07	0.08	1.34	0.005	0.0012	0.3	0.2	0.6	0.65	0.023	0.028	0.015	0.001	0.028	0.0009	0.0052	0.529			
	C	0.06	0.25	1.29	0.006	0.0009	0	0	0	0.97	0.04	0.039	0.013	0.002	0.009	0.0015	0.0029	0.477			
	D	0.06	0.19	1.25	0.002	0.0011	0.42	0	1.3	0.65	0.027	0.021	0.019	0.003	0.035	0.0012	0.0009	0.517			
	E	0.05	0.08	1.03	0.005	0.0019	0	0.55	0	0.65	0.036	0.06	0.015	0.004	0.04	0.0013	0.0045	0.474			
	F	0.06	0.27	1.31	0.006	0.0009	0	0	0	0.92	0	0	0.013	0	0.009	0.0015	0.0029	0.462			
	G	0.06	0.13	1.25	0.001	0.0004	0.2	0	0	0.72	0	0	0.021	0	0	0.0013	0.0011	0.426			
	H	0.06	0.09	1.29	0.003	0.0003	0	0.1	0	0.8	0	0	0.016	0	0	0.0014	0.0030	0.455			
	I	0.07	0.21	1.28	0.002	0.0005	0	0	0.2	0.71	0	0	0.014	0	0	0.0019	0.0042	0.439			
	J	0.05	0.11	1.07	0.001	0.0015	0	0	0	1.3	0.04	0	0.012	0	0	0.0013	0.0027	0.488			
	K	0.05	0.07	1.37	0.002	0.0013	0	0	0	0.64	0	0.04	0.016	0	0	0.0017	0.0033	0.424			
比	L	0.11*	0.12	1.23	0.004	0.0017	0.25	0.31	0.8	0.7	0.02	0.035	0.016	0.005	0.031	0.0005	0.0029	0.594			
	M	0.06	0.6*	1.21	0.02	0.001	0.2	0.5	0.5	0.65	0.01	0.01	0.013	0.001	0.018	0.0007	0.0035	0.540			
	N	0.07	0.37	0.6*	0.015	0.0006	0.19	0.42	0.29	1.3	0.02	0.02	0.006	0.002	0.015	0.0014	0.0028	0.550			
	O	0.09	0.15	1.49*	0.017	0.0011	0	0	0	0.7	0	0	0.007	0.003	0.014	0.0014	0.0038	0.478			
	P	0.08	0.17	1.18	0.013	0.0005	0	0.65*	0	0.65	0	0	0.011	0.004	0.031	0.0015	0.0042	0.537			
	Q	0.06	0.31	1.24	0.014	0.0007	0	0	0	0.6*	0	0	0.006	0.003	0.048	0.001	0.0047	0.387*			
	R	0.05	0.16	1.35	0.015	0.0007	0	0	0	1.8*	0	0	0.019	0.002	0.072	0.0016	0.0028	0.635			
	S	0.09	0.09	1.19	0.017	0.0014	0	0	0	0.65	0.11*	0	0.015	0.002	0.019	0.0011	0.0032	0.418*			
	T	0.07	0.15	1.17	0.008	0.0009	0	0	0	0.65	0	0.13*	0.009	0.004	0.056	0.0013	0.0044	0.421			
	U	0.06	0.23	1.11	0.008	0.0019	0	0	0	1.5	0	0	0.001*	0.003	0.029	0.0009	0.0041	0.545			
	V	0.03	0.12	1.27	0.007	0.0006	0	0	0	0.7	0	0	0.035*	0.003	0.071	0.0007	0.0023	0.382*			
	W	0.06	0.17	1.29	0.016	0.0015	0	0	0	0.8	0	0	0.028	0.007*	0.024	0.0012	0.0016	0.435			
	X	0.05	0.32	1.32	0.005	0.0018	0	0	0	0.7	0	0	0.022	0.003	0.14*	0.0011	0.0041	0.410*			
	Y	0.07	0.45	1.37	0.014	0.0008	0	0	0	0.9	0	0	0.017	0.003	0.031	0.0003*	0.0031	0.478			
	Z	0.06	0.06	1.23	0.018	0.0015	0	0	0	0.65	0	0	0.013	0.002	0.023	0.0021*	0.0029	0.395*			
	a	0.05	0.23	1.26	0.01	0.0013	0	0	0	0.9	0	0	0.018	0.003	0.042	0.001	0.007*	0.440			

(注) * を付した値は、目標範囲から外れているものである。

【0038】

【表2】

【表2】

区 分	製造 条件	スラブ 加 熱 温 度 (℃)	圧 延 仕 上 温 度 (℃)	水 冷 条 件		
				開始温度 (℃)	停止温度 (℃)	冷却速度 (℃/sec)
本発明例	イ ロ	1040	790	730	270	28
		1040	750	720	320	7
比 較 例	ハ ニ ホ ヘ ト チ	1250*	770	720	350	3*
		950*	760	710	180	27
		1180	810*	700	150	24
		1040	680*	640*	260	19
		1040	780	620*	210	35*
		1040	730	730	430*	17

(注) * を付した値は、目標範囲から外れているものである。

【0039】

【表3】

区 分	試験 No.	使 用 鋼 種	製 造 条 件	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	靱 性 (J)	耐HIC性	HAZ靱性 (J)
本 発 明 例	1	A	イ	853	1096	248	○	115
	2	B	イ	873	1111	263	○	121
	3	C	イ	825	991	292	○	135
	4	D	ロ	853	1086	269	○	269
	5	E	ロ	814	995	293	○	136
	6	F	イ	817	913	213	○	111
	7	G	イ	809	905	226	○	116
	8	H	イ	822	919	216	○	109
	9	I	イ	811	907	249	○	156
	10	J	イ	831	929	256	○	145
	11	K	イ	805	903	220	○	110
比 較 例	12	L	イ	835	1147	103*	×	31*
	13	M	イ	830	984	257	×	87*
	14	N	イ	783*	910	176*	○	117
	15	O	イ	839	1004	181*	×	87*
	16	P	イ	935	1127	161*	○	72*
	17	Q	イ	580*	812*	359	○	166
	18	R	イ	953	1148	123*	○	43*
	19	S	イ	628*	863*	332	○	31*
	20	T	イ	632*	816*	330	○	42*
	21	V	イ	583*	802*	364	○	167
	22	W	イ	825	910	320	×	148
	23	X	イ	637*	841*	339	×	69*
	24	Y	イ	718*	861*	291	○	134
	25	Z	イ	587*	783*	183*	○	29*
	26	B	ハ	883	1104	163*	×	121
	27	B	ニ	756*	887*	292	○	135
	28	B	ホ	857	986	131*	○	124
	29	B	ヘ	760*	979	293	×	136
	30	B	ト	989*	1195	234	×	108
	31	B	チ	781*	853	162*	○	119

(注) ①母材靱性は-40℃、HAZ靱性は-20℃でのシャルピー吸収エネルギー

② HICはNACE法、96時間浸漬後の結果。×は割れが発生したことを示す。

③ * を付した値は、目標範囲から外れているものである。

【0040】表3の試験No. 1～11は、鋼の組成および製造条件ともに本発明範囲内のものである。ここでは、鋼板の目標性能として、降伏強度 (YP) 800MPa以上、引張強度 (TS) 900MPa以上、母材靱性200J以上、継手靱性100J以上を目標とした。No. 1～11の鋼板はいずれも高い強度と共に良好な耐HIC性および継手靱性を有している。

ことがわかる。

【0041】試験No. 12～25は鋼板の化学組成が、試験No. 26～31は製造条件が、それぞれ本発明で定める範囲をはずれる比較例である。試験No. 12、13、15および16のように、鋼板の合金成分のいずれかが本発明で定める範囲の上限を超える場合には、中心偏析度の悪化と共に耐

HIC性が低下するとともに、母材靱性およびHAZ靱性が劣化している。逆に、試験No. 14、17、24のように合金元素のいずれかが本発明で定める範囲の下限を下回る場合や、試験No. 17、19、21、23、25のように $C_{eq.}$ が下限を下回る場合には、母材強度が目標値に達していない。

【0042】試験No. 13はSiが上限を外れているためHAZ靱性が目標未達となっている。さらに、No. 22、23はC、a、Alが上限を外れている場合である。これらの元素は鋼中の介在物形態に影響を及ぼす元素であり、過度の添加により介在物が増加し耐HIC性が低下していることが分かる。

【0043】次に圧延条件の影響であるが、No. 26に見られるようにスラブの加熱温度が高すぎる場合には母材靱性が低下するとともに、冷却速度の低下により中心偏析度が大きくなり、耐HIC性も低下している。

【0044】No. 27は、逆に加熱温度が低くすぎる例であり、強度が目標値に達していない。No. 28は、圧延の仕上げ温度が高すぎるために母材靱性が目標未達である。逆に、No. 29のように仕上げ温度が低くすぎる場合や、No. 30のように水冷開始温度が低くすぎると、母材

強度および中心偏析度が劣化し耐HIC性が悪化する。また、No. 31のように水冷停止温度が400℃よりも高い場合には、十分な焼入れ効果が確保できないため、母材強度および靱性ともに目標値に達していない。

【0045】なお、表1の鋼UはTiの含有量が低すぎるもの、鋼aはNの含有量が多すぎるものである。いずれもAINの生成に起因してスラブに割れが発生したため、圧延を中止したので、試験結果は得られていない。また、試験No. 25（表2の条件ト）、は、圧延後の冷却速度が大きすぎて鋼板に平坦度不良が発生した。即ち、この条件は実用的ではない。

【0046】

【発明の効果】実施例に示したように、本発明の鋼板は高い強度および溶接熱影響部の靱性とともにより優れた耐HIC性を有するもので、H₂S等の腐食性ガスを含む原油や天然ガスの輸送用ラインパイプの材料として極めて好適なものである。この鋼板は、素材の連続鋳造スラブの化学組成、圧延条件および圧延終了後の冷却条件を前述のように定めた本発明方法によって量産規模で製造することができる。

フロントページの続き

(72)発明者 濱田 昌彦
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

(72)発明者 藤原 知哉
大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号住
友金属工業株式会社内

THIS PAGE BLANK (USPTO)